第29卷 第6期
2015 年 6 月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 29 No. 6
June 2015

冷却时间对TMCP890钢焊接热影响区组织和性能影响*

宋曰海 张元杰 张尚洲

(烟台大学环境与材料工程学院 烟台 264005)

摘 要 使用Gleeble-3800热模拟试验机研究了在800-500℃冷却时间($t_{8/5}$)对TMCP890钢焊接热影响区(HAZ)粗晶区组织转变规律和性能的影响, 结果表明: 冷却时间$t_{8/5}$为6-20 s时粗晶区组织为板条马氏体, 硬度值为334-328HV10; $t_{8/5}$为20-60 s时粗晶区组织为板条马氏体+板条贝氏体, 硬度值为328-305 HV10, B_s点在490-510℃; $t_{8/5}$为150-2000 s时粗晶区组织为板条贝氏体+粒状贝氏体, B_s点在530-570℃, 硬度值保持在270 HV10。稻垣道夫经验公式适用于TMCP890钢实际焊接过程中$t_{8/5}$的计算, 热输入E在10-20 kJ/cm、T_0在50-150℃变化时粗晶区的硬度值为318-335HV10, 硬度值的波动幅度较小, 性能稳定。

关键词 金属材料, Q890, 低碳贝氏体钢, 热模拟, 组织, 硬度

分类号 TG407 文章编号 1005-3093(2015)06-0463-06

Effect of Cooling Time from 800 to 500ºC on Microstructure and Properties of HAZ for TMCP890 Steel

SONG Yuehai ZHANG Yuanjie ZHANG Shangzhou**

(School of Environmental and Materials Engineering, Yantai University, Yantai 264005, China)

*Supported by Natural Science Foundation of Shandong Province No. ZR2014JL031, Project of Science and Technology of Shandong No. J13LA07.

Manuscript received November 21, 2014; in revised form December 11, 2014.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: 13792508650, E-mail: szzhangyt@163.com

ABSTRACT The effect of cooling time from 800 to 500℃ ($t_{8/5}$) on the microstructure and properties of HAZ for TMCP890 steel has been investigated using Gleeble-3800 thermal simulator. The results show that the coarse grain zone of the HAZ exhibits a microstructure consisted of lath martensite with hardness 334-328HV10 as $t_{8/5}$ is 6-20 s. As $t_{8/5}$ is 20-30 s, it shows a microstructure of mixture of lath martensite and lath bainitie with hardness 328-305HV10 and B_s raging from 490 to 510℃. As $t_{8/5}$ is 150-2000 s, it shows a microstructure of lath martensite and granular bainite with hardness about 270HV10 and B_s ranging from 530 to 570℃. Michio Inagaki formula is suitable for the $t_{8/5}$ calculation, accordingly with a heat input E value 10-20 kJ/cm and T_0 range 50-150℃, the hardness of the coarse grain zone could be expected as in a range 318-335HV10.

KEY WORDS metallic materials, Q890 steel, low-carbon bainitic steel, thermal simulation, microstructure, hardness

Q890钢是屈服强度为890级的低合金高强钢。用调质(QT)工艺生产的Q890回火马氏体钢[1], 其强度主要源于碳的固溶强化。但是, 碳损害低合金高强钢的焊接性, 使热影响区的淬硬倾向较大, 易产生冷裂纹, 导致焊接热影响区脆化、软化以及晶粒粗大[2, 3]。用高温控轧及非再结晶区变形后快速冷却工艺生产的Q890低碳贝氏体钢(TMCP890)[4], Ti、Nb、V、Mo、Cu等微合金化元素形成碳氮化物, 阻碍奥氏体晶粒的长大, 可获得晶粒细小、高位错密度的贝氏体组织[5]。TMCP890钢作为焊接母材, 在焊接热输入作用下靠近熔合区的母材基体组织发生奥氏体化, 较高的峰值温度使奥氏体晶粒粗化, 形成粗晶区, 在冷却过程中奥氏体组织转变成马氏体或贝氏体组织, 可能伴有铁素体或其它相析

* 山东省自然科学基金ZR2014JL031和山东省高等学校科技计划J13LA07资助项目。
2014年11月21日收到初稿; 2014年12月11日收到修改稿。
本文联系人: 张尚洲, 教授

出[6]。目前，国内外对低合金高强钢焊接接头热影响区组织的研究主要集中在回火马氏体钢[7, 8]。对于屈服强度达890 MPa级的低碳贝氏体钢，焊接时易出现裂纹和疲劳强度较低[9]。本文使用Gleeble-3800热模拟试验机研究在800-500℃冷却时间 $t_{8/5}$ 对TMCP工艺生产的Q890贝氏体钢焊接热影响区组织及性能的影响。

1 实验方法

实验用钢板为采用TMCP工艺生产的Q890贝氏体钢，钢板的厚度为25 mm，钢板化学成分列于表1。经过计算，该钢的 P_{cm}=0.253。其 P_{cm}>0.2，按照国际焊接学会的标准，该钢具有一定的冷裂倾向。图1给出了实验用TMCP890钢的金相组织，可见其组织主要为板条贝氏体。由于SHCCT图能反应钢铁材料在不同冷却条件下热影响区的组织和硬度，参照YB/T 5128-93(原GB5057)《钢的连续冷却转变曲线图的测定方法》，测定TMCP890钢的SHCCT图。使用Formast热模拟试验机测定钢的临界点，试样为直径3 mm长度10 mm的小圆柱。用Gleeble-3800热模拟试验机对不同焊接热循环条件下热影响区粗晶区组织的转变规律进行测定和研究，试样取自25 mm厚TMCP890钢板的1/4厚度处，试样为直径10 mm长度80 mm的小圆柱，试验参数列于表2。

2 结果和讨论

2.1 TMCP890钢热影响区粗晶区显微组织

在不同 $t_{8/5}$ 的条件下TMCP890钢热影响区粗晶区(CGHAZ)的显微组织及组织比例，如图2和图3所示。经过高温热循环后TMCP890钢母材完全奥氏体化，基体轧制态组织消失，变成了块状组织。由于峰值温度高，过冷奥氏体晶粒发生了粗化，且随着 $t_{8/5}$ 的增加而逐渐增大。从图2可见，$t_{8/5}$ 小于20s时TMCP890钢粗晶区主要为板条马氏体组织；$t_{8/5}$ 在30-60 s时粗晶区主要为板条马氏体+板条贝氏体组织；$t_{8/5}$ 为150s时为板条贝氏体+粒状贝氏体，然后随着 $t_{8/5}$ 的增大板条贝氏体逐渐减少，粒状贝氏体逐渐增多。随着 $t_{8/5}$ 的增加粗晶区组织中的板条形态逐渐模糊，方向性减弱，说明随着冷却时间的延长板条组织中的亚结构发生了变化。通过图3的组织比例测算，TMCP890钢焊接冷却时 $t_{8/5}$ 在6-18 s粗晶区为板条马氏体组织；$t_{8/5}$ 在18-122 s时粗晶区组织主要马氏体+板条贝氏体混合组织，随着 $t_{8/5}$ 的增大热影响区组织中马氏体所占比例逐渐减少，板条贝氏体逐渐增加；$t_{8/5}$>122 s时粗晶区组织主要为板条贝氏体+粒状贝氏体组织，随着 $t_{8/5}$ 的增大板条贝氏体比例逐渐减少，粒状贝氏体组织逐渐增加。

2.2 TMCP890钢热影响区硬度

不同 $t_{8/5}$ 条件下的实验钢HAZ粗晶区维氏硬度测定结果如图4所示。可以看出，随着 $t_{8/5}$ 的增大热影响区的硬度呈逐渐降低的趋势。由于母材碳含量较低，即使在快速冷却时形成的低碳马氏体组织也不能达到较高的淬硬效果。$t_{8/5}$ 从6 s到20 s硬度值几乎不变，因为对应的组织为板条马氏体；$t_{8/5}$ 大于30 s后，随着贝氏体的增加硬度逐渐降低；当 $t_{8/5}$ 增大

表1 TMCP890钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of TMCP890 steel (mass fraction, %)

C	Si	Mn	B	Mo+Cr	Ni+Cu	V+Ti+Nb	Fe	P_{cm}
0.056	0.15	1.7	0.0014	0.67	0.8	0.15	balance	0.253

* P_{cm}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/5+V/10+23B*

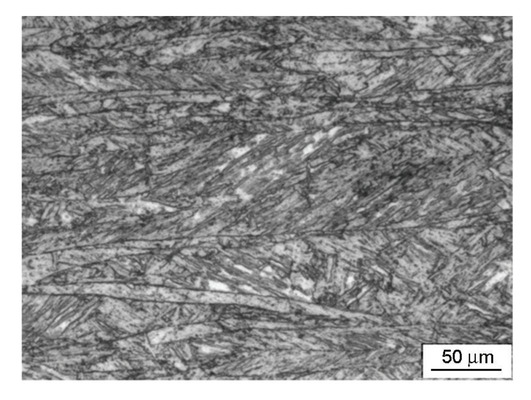


图1 实验用TMCP890钢的显微组织

Fig.1 Microstructure of TMCP890 steel

表2 热模拟焊接的试验参数

Table 2 Welding parameters of thermal simulator

Heat rate w_H/℃·s^{-1}	Peak temperature T_p/℃	Residence time of peak temperature t_H/s	Cooling time $t_{8/5}$/s
130	1350	1	6、10、20、30、60、150、300、600、1000、2000

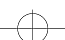


图2 不同$t_{8/5}$条件下TMCP890钢的HAZ粗晶区组织

Fig.2 Optical micrographs of CGHAZ for TMCP890 steel with different cooling time $t_{8/5}$

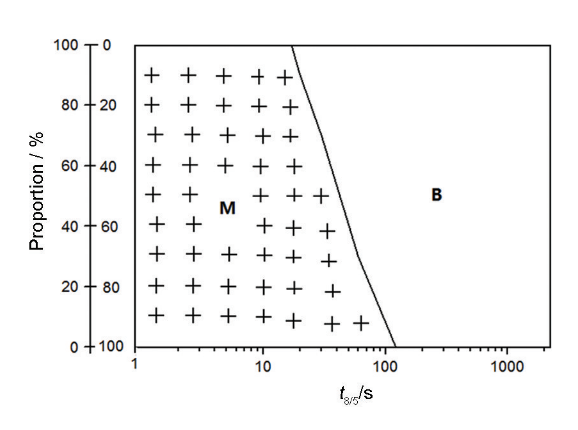


图3 不同$t_{8/5}$条件下TMCP890钢HAZ粗晶区不同组织的比例

Fig.3 Proportion of bainite and martensite in CGHAZ with different cooling time $t_{8/5}$

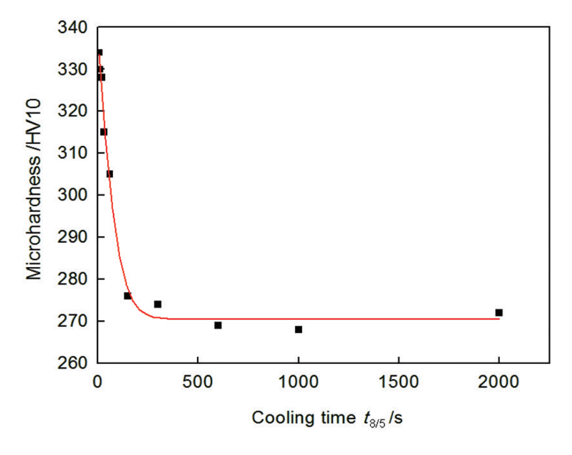
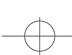


图4 TMCP890钢HAZ粗晶区的硬度与冷却时间$t_{8/5}$的关系

Fig.4 Relationship between cooling time $t_{8/5}$ and hardness for the coarse grain zone of TMCP890 steel



至150 s时，由于冷却较慢热影响区中贝氏体和铁素体内的位错密度降低，板条方向性减弱及板条合并粗化；同时，粗晶组织中第二相发生熟化长大，沉淀强化作用减弱，对晶界的钉扎力降低，晶粒尺寸进一步长大，使硬度值发生了较为明显的降低。将 $t_{8/5}$ 与硬度值进行非线性拟合，得到

$$HV10 = 70.2 \times e^{(\frac{-t_{8/5}}{77.4})} + 269.8 \qquad (1)$$

2.3 TMCP890钢的SHCCT图

使用Formast热模拟试验机测定临界相变点，结果列于表4。表5给出了不同 $t_{8/5}$ 条件下的粗晶区 B_s 点。结合粗晶区的组织和硬度分析绘制了TMCP890钢的SHCCT图，如图5所示。可以看出，TMCP890钢的 M_s 点较高，焊接热影响区在冷却过程中发生自回火过程有助于提高韧性。随着 $t_{8/5}$ 的增大 B_s 点缓慢升高，与相近 B_s 点相变后产生的组织类似[10]；当 $t_{8/5} \leq 60$ s时相变点在480–510℃，正好位于贝氏体转变的中温区，可保证在较宽的冷却时间内，获得稳定的低碳贝氏体组织；$t_{8/5}$ 继续增加则相变温度升高，有利于粒状贝氏体的生成。

SHCCT图主要用于指导实际焊接生产，预测粗晶区的性能。冷却时间 $t_{8/5}$ 与焊接热输入 E 及预热温度 T_0 密切相关，利用稻垣道夫经验公式和D•Vwer经验公式可预测 $t_{8/5}$。稻垣道夫等建立的经验公式为[10]

$$t_{8/5} = \frac{KE^n}{\beta(T - T_0)^2[1 + \frac{2}{\pi}\mathrm{tg}^{-1}(\frac{\delta - \delta_0}{\alpha})]} \qquad (2)$$

式中 K 为焊接能量系数，计算时取0.345；E 为焊接热输入(kJ/cm)；n 为焊接能量指数，取1.7；β 为接头系数，取1；T_0 为被焊件的初始温度(℃)；δ 为板厚(mm)；δ_0 为板厚补偿项，取13；α 为板厚修正系数，取3.5。

使用D· Vwer经验公式计算25mm厚试验钢热影响区的 $t_{8/5}$ 时，需确定热传导为三维还是二维条件。为此，先计算临界板厚，根据传热焊接学"临界板厚"[10]为

$$\delta_{Cr} = \sqrt{\frac{0.043 - 4.3 \times 10^{-5}}{0.67 - 5.0 \times 10^{-4}}\eta E[(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0})]} \qquad (3)$$

式中 η 为热效率，计算时取0.7，E 为热输入量(kJ/cm)，T_0 为初始温度(℃)。考虑到热输入对焊丝强度的影响，TMCP890钢在实际焊接条件下热输入 $E \leq 20$ kJ/cm，预热温度≤150℃。因此计算临界板厚时 E 取最大值20 kJ/cm，T_0 取150℃时，计算出 δ_{cr} 值最大，为11.34 mm。板厚 $\delta > \delta_{cr}$，符合三维传热条件。D•Vwer三维传热的经验公式[10]为

$$t_{8/5} = (0.67 - 5 \times 10^{-4} T_0)\eta E(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0})F_3 \qquad (4)$$

式中 F_3 为接头系数，计算时取1，计算结果如图6所示。从图6可以看出，随着热输入和预热温度的提高 $t_{8/5}$ 逐渐增大，热输入对 $t_{8/5}$ 的影响大于预热温度的影响。热输入为12 kJ/cm、15 kJ/cm、18 kJ/cm和预热温度为60℃时测量TMCP890钢的实际焊接接头冷却时间 $t_{8/5}$，结果列于表6。与计算值对比的结果表明，计算25 mm厚TMCP890钢的焊接冷却时间 $t_{8/5}$，使用稻垣道夫经验公式得到的结果比使用D•Vwer理论经验公式更接近实测值。

结合式(1)和式(2)可计算出在不同热输入及预

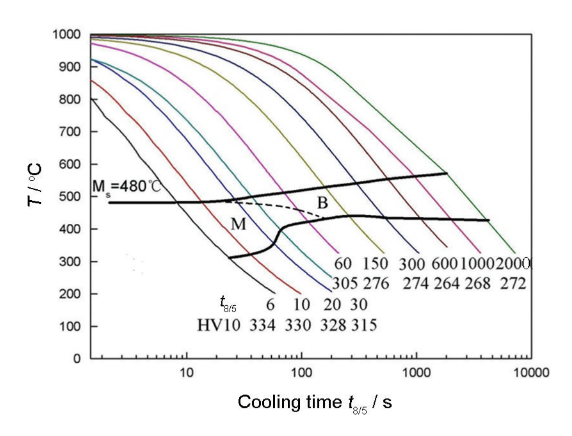


图5 TMCP890钢的SHCCT图

Fig.5 SHCCT curves of TMCP890 steel

表4 TMCP890钢临界相变点测定结果

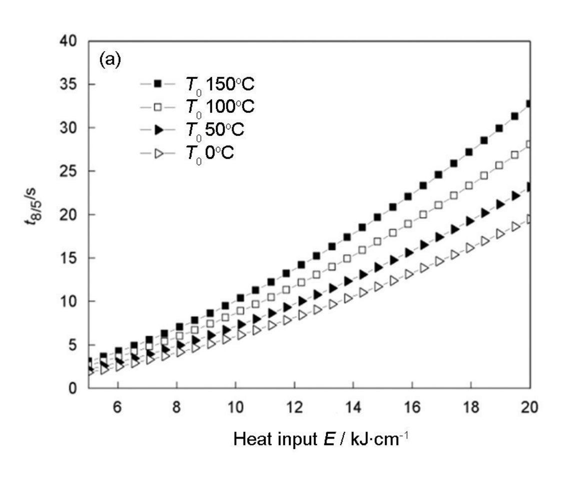
Table 4 The critical phase transition temperature of TMCP890 steel

Ac_1/℃	Ac_3/℃	Ar_1/℃	Ar_3/℃	M_s/℃	M_f/℃
720	860	630	705	480	310

表5 不同 $t_{8/5}$ 条件下粗晶区 B_s 点

Table 5 Bainite start transformation temperature of CGHAZ under different cooling time $t_{8/5}$

$t_{8/5}$/s	20	30	60	150	300	600	1000	2000
B_s/℃	490	500	510	530	540	555	560	570



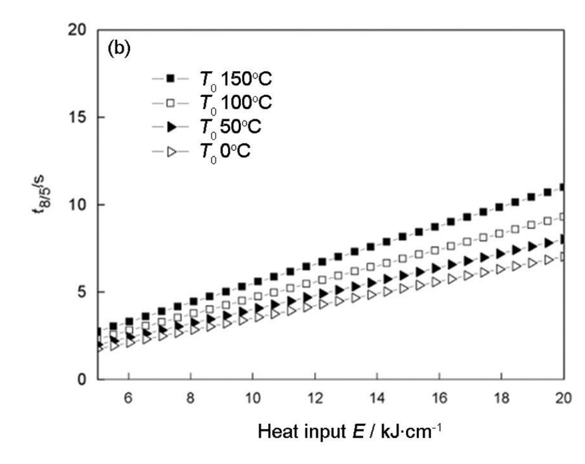


图6 不同预热温度条件下 $t_{8/5}$ 与热输入的关系

Fig.6 Relationship between $t_{8/5}$ and heat input under different preheating temperature (a) Michio Inagaki formula, (b) D× Vwer formula

表6 实测 $t_{8/5}$ 与计算值

Table 6 Comparison of measured and calculated cooling time $t_{8/5}$

Heat input E/kJ•cm^{-1}	Preheating temperature T_0/℃	Measured temperature $t_{8/5}$/s	Michio Inagaki formula $t_{8/5}$/s	D•Vwer formula $t_{8/5}$/s
12	60	9	10.2	4.9
15	60	13	14.3	6.2
18	60	18	19.6	7.4

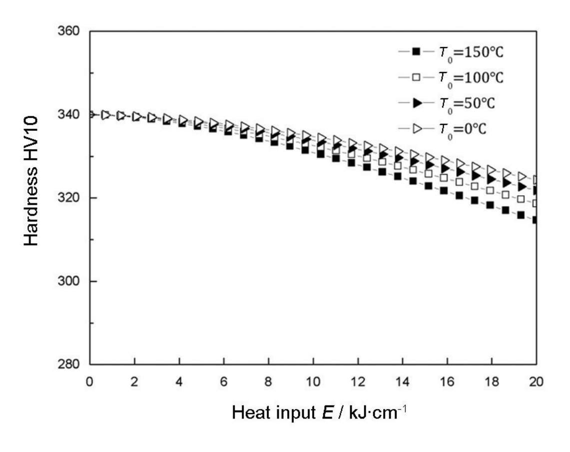


图7 不同预热温度条件下粗晶区硬度与热输入的关系

Fig.7 Relationship between CGHAZ hardness and heat input under different preheating temperature

热温度下TMCP890钢粗晶区的硬度值, 结果如图7所示。可以看出, 随着热输入和预热温度的增加粗晶区硬度值不断降低。当热输入为10−20 kJ/cm、预热温度为50−150℃时, 粗晶区硬度值在318−335HV10变化。

3 结　论

1. 根据TMCP890钢的SHCCT图, 冷却时间 $t_{8/5}$ 在6−20 s变化时粗晶区组织为板条马氏体, 硬度值为334−328HV10; $t_{8/5}$ 为20−60 s时粗晶区组织为板条马氏体+板条贝氏体, 硬度值为328−305HV10, B_s 点为490−510℃; $t_{8/5}$ 为150−2000 s时粗晶区组织为板条贝氏体+粒状贝氏体, B_s 点为530−570℃, 硬度值保持在270HV10左右。

2. 稻垣道夫经验公式适用于计算TMCP890钢实际焊接过程中的 $t_{8/5}$。热输入 E 为10−20 kJ/cm、T_0 在50−150℃变化时TMCP890钢粗晶区的硬度值为318−335HV10, 波动幅度小, 表明其性能稳定。

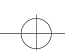
参 考 文 献

1　C. H. Lee, H. S. Shin, K. T. Park, Evaluation of high strength TMCP steel weld for use in cold regions, Journal of Constructional Steel Research, **74**, 134(2012)

2　ZHANG Min, YNG Liang, LI Jihong, Effects of welding heat input on properties of joints of X100 pipeline steel, Chinese Journal of Materials Research, **26**(6), 567(2012)
(张　敏, 杨　亮, 李继红, 焊接热输人对X100管线钢接头性能的影响, 材料研究学报, **26**(6), 567(2012))

3　M. Sadeghian, M. Shamanian, A. Shafyei, Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel, Materials & Design, **60**, 678(2014)

4　KONG Xiangwei, LAN Liangyun, Optimization of mechanical



properties of low carbon bainitic steel using TMCP and accelerated cooling, Procedia Engineering, **81**, 114(2014)

5 S. K. Putatunda, C. Martis, J. Boileau, Influence of austempering temperature on the mechanical properties of a low carbon low alloy steel, Materials Science and Engineering A, **528**, 5053(2011)

6 A. M Guo, S. R. Li, J. Guo, P. H. Li, Q. F. Ding, K. M. Wu, X. L He, Effect of zirconium addition on the impact toughness of the heat affected zone in a high strength low alloy pipeline steel, Materials Characterization, **59**, 134(2008)

7 M. W. Dewan, J. D. Liang, M. A. Wahab, A. M. Okeil, Effect of post- weld heat treatment and electrolytic plasma processing on tungsten inert gas welded AISI 4140 alloy steel, Materials & Design, **54**, 6(2014)

8 G. Jha, S. Das, A. Lodh, A. Haldar, Development of hot rolled steel sheet with 600 MPa UTS for automotive wheel application, Materials Science and Engineering A, **552**, 457(2012)

9 K. Sanghoon, K. Donghwan, T.W.Kim, Fatigue crack growth behavior of the simulated HAZ of 800 MPa grade high- performance steel, Materials Science and Engineering A, **528**, 2331(2011)

10 ZHANG Wenyue, *Metallurgy of welding*, (Beijing, The Press of Metallurgical Industry, 1996)
(张文钺, 焊接冶金学, (北京, 机械工业出版社, 1996))